

PRODUCTION OF BAKING HARDENING TYPE COLD ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN AGEING RESISTANCE AND PRESS FORMABILITY

Publication number: JP5195060 (A)

Publication date: 1993-08-03

Inventor(s): BABA YUZO; IWAI TAKAFUSA; OMIYA YOSHINOBU

Applicant(s): KOBE STEEL LTD

Classification:

- **international:** C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; (IPC1-7): C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06

- **European:**

Application number: JP19920023172 19920113

Priority number(s): JP19920023172 19920113

Abstract of JP 5195060 (A)

PURPOSE:To obtain a baking hardening type cold rolled steel sheet having superior press formability and ageing resistance and also to obtain a galvannealed steel sheet using the baking hardening type cold rolled steel sheet as a starting sheet. CONSTITUTION:At the time of applying hot rolling to a steel having a composition consisting of 0.0003-0.0035% C, 0.05-0.5% Mn, 0.015-0.10% P, 0.005-0.020% sol.Al, <=0.0035% N, and the balance iron with inevitable impurities, slab heating temp. and hot rolling finishing temp. are regulated to 900-1150 deg.C and a temp. not lower than the (alpha+gamma) region, respectively.; Then, the resulting steel plate is coiled while regulating average cooling velocity after rolling and coiling temp. to <=30 deg.C/s and 600-740 deg.C, respectively, pickled, cold-rolled at >=60% cold rolling rate, and annealed at a temp. not lower than the recrystallization temp., by which the baking hardening type cold rolled steel sheet can be obtained. Further, by directly subjecting, by means of a hot-dip galvanizing line, the above cold rolled steel sheet to annealing at a temp. not lower than the recrystallization temp., to galvanizing treatment, and to alloying treatment, the galvannealed steel sheet using the baking hardening type cold rolled steel sheet as a starting sheet can be obtained.

Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-195060

(43)公開日 平成5年(1993)8月3日

(51)Int.Cl.⁵

C 21 D
8/02
9/46
// C 22 C
38/00
38/06

識別記号

B 7412-4K

M

序内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数2(全8頁)

(21)出願番号

特願平4-23172

(22)出願日

平成4年(1992)1月13日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72)発明者 馬場有三

兵庫県加古郡播磨町野添200番地1-505

(72)発明者 岩井隆房

兵庫県加古郡播磨町野添3-214-2

(72)発明者 大宮良信

兵庫県加古川市平岡町二俣1007

(74)代理人 弁理士 中村 尚

(54)【発明の名称】 耐時効性、プレス成形性の優れた焼付硬化型冷延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 優れたプレス成形性、耐時効性を有する焼付硬化型冷延鋼板及び焼付硬化型冷延原板合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得る。

【構成】 C:0.0003~0.0035%, Mn:0.05~0.5%, P:0.015~0.10%, solAl:0.005~0.020%, N≤0.0035%を含有し、残部が鉄及び不可避の不純物からなる鋼を熱間圧延するに際し、スラブ加熱温度を900~1150℃、熱延仕上温度を($\alpha + \gamma$)域以上、圧延後平均冷却速度を30℃/s以下、巻取温度を600~740℃でコイルとした後、酸洗し、冷延率60%以上にて冷間圧延した後、再結晶温度以上の温度にて焼鈍することにより、焼付硬化型冷延鋼板を得る。また、前記冷延鋼板について、溶融亜鉛めっきラインにてダイレクトに、再結晶温度以上の焼鈍、亜鉛めっき処理及び合金化処理を行うことにより、焼付硬化型冷延原板合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得る。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%（以下、同じ）で、C:0.0003～0.0035%，Mn:0.05～0.5%，P:0.015～0.10%，solAl:0.005～0.020%，N≤0.0035%を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなる鋼を熱間圧延するに際し、スラブ加熱温度を900～1150℃、熱延仕上温度を $(\alpha+\gamma)$ 域以上、圧延後平均冷却速度を30℃/s以下、巻取温度を600～740℃でコイルとした後、酸洗し、冷延率60%以上にて冷間圧延した後、再結晶温度以上の温度にて焼鈍することを特徴とする耐時効性、プレス成形性に優れた焼付硬化型冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 請求項1で得られる冷延鋼板について、溶融亜鉛めっきラインにてダイレクトに、再結晶温度以上での焼鈍、亜鉛めっき処理及び合金化処理を行うことを特徴とする耐時効性、プレス成形性に優れた焼付硬化型冷延原板合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、優れたプレス成形性、耐時効性を有する焼付硬化型冷延鋼板、及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板（以下、「CGA」という）の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術及び発明が解決しようとする課題】 近年、プレス成形用冷延鋼板に要求される特性はますます苛酷なものとなり、例えば、自動車用途では、プレス工程数、部品数の低減による低コスト化を目的に一体成形なども検討されている。この場合、部品の形状が更に複雑となるため深絞り性の向上も一段と必要である。深絞り性の向上のためには、極低炭素-Alキルド鋼や、これにTi、Nbなどを添加した鋼の製造方法が提案されている。

【0003】 しかし、後者は、成分コストや再結晶温度上昇によるエネルギーコストを高めるため、不利である。一方、前者の極低炭素-Alキルド鋼で良好なプレス成形性（低降伏応力：低YP、高い全伸び：高E1、高n値、高r値）を有し、かつ、耐時効性（歪時効指数AI≤3kgf/mm²）の優れた焼付硬化型鋼板が得られるならば成分コストが下がり、しかも連続焼鈍法を適用できればエネルギーコスト、生産性、材質の均一性の面からも格段に有利となる。

【0004】 従来、極低炭素-Alキルド鋼による焼付硬化性を有する深絞り用冷延鋼板として、特開昭54-107415号では、C:0.002～0.020%（好ましくは0.005～0.015%）、Mn:0.15～0.7%、solAl:0.02～0.07%、N:0.002～0.008%を主成分とする鋼板が提案されている。しかし、この方法では、焼付硬化性、常温時効性に優れるものの、更に苛酷なプレス成形用としては、YP、E1、n

50 値が不十分である。また、連続焼鈍材とした場合の特性値は定かでない。

【0005】 また、特開平1-188629号では、プレス成形後の肌荒れ防止策として、熱間圧延鋼板の結晶粒細粒化を図るべく、熱延後、80～400℃/sの強冷却及び固溶Cと共に歪時効の原因となる固溶NをAlNとして析出固定させるために、熱延後の巻取温度を750～850℃とすることが提案されている。しかし、この方法では、強冷却の安定確保が困難なこと、及びこのような高温巻取では酸洗性が非常に困難になるばかりか、成分的に軟質であることも重なって、巻取後のコイル変形が生じ、作業性、生産性の低下を招く。

【0006】 一方、特開昭58-42752号、特開昭58-48634号では、P、N量を規定した極低炭素深絞り用冷延鋼板又は低炭素-Alキルド深絞り用冷延鋼板及びその製造方法が提案されているが、これらの技術は、焼付硬化性を付与したものではない。また、極低炭素鋼で更にP量を下げる極端に軟質化し、強度不足により、深絞り成形時に壁割れと呼ばれる成形割れが生じ易くなる。

【0007】 本発明は、上記従来技術の問題点を解決し、優れたプレス成形性、耐時効性を有する焼付硬化型冷延鋼板及び冷延原板CGA鋼板を製造し得る方法を提供することを目的とするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】 上述のように、従来技術により得られる極低炭素-Alキルド鋼冷延鋼板の場合、箱焼鈍材では、結晶粒の粗大化による肌荒れが大きく、B H量は良いものの耐時効性が良くないという欠点がある。また、連続焼鈍材では、成形性が悪く、B H性は良いものの、耐時効性が良くないという欠点がある。

【0009】 本発明者らは、これらの課題を解決するために銳意研究を重ねた結果、以下の知見を得るに至った。

【0010】 まず、低YPでE1、n値、r値をこれまで以上に優れた冷延鋼板とするために、C量を著しく減少した極低C-Alキルド鋼とし、耐時効性、焼付硬化性を付与する観点からC量を0.0003～0.0035%に調整する。

【0011】 このような極低C-Alキルド鋼は、650℃近辺以下の低温巻取りを行うとAl、Nが固溶状態で残り、冷延後の焼鈍時にAlNとして析出する。この場合、AlNにより結晶粒の選択的生成が生じ、深絞り性は向上するものの、結晶粒が7番以下の粗大粒となり、成形時肌荒れを生じる場合がある。この点に関しては、熱延板にてAlNとして析出させるため、スラブ低温加熱及び熱延後の冷却を徐冷とし、巻取温度は比較的高温とする。

【0012】 しかし、以上の方法のみでは、耐時効性の観点から満足すべきものではない。歪時効性とするため

には歪時効指数(AI)が通常 3kgf/mm^2 以下とされているが、深絞り用鋼板としての耐時効性は $\text{AI} \leq 2 \text{kgf/mm}^2$ が必要である。そこで、本発明者らは焼付硬化型鋼板の耐時効性向上を目的に鋭意検討した結果、鋼中のsol Al量を従来より低い $0.005 \sim 0.020\%$ とすることにより、 $\text{BH} \geq 3 \text{kgf/mm}^2$ 、 $\text{AI} \leq 2.0 \text{kgf/mm}^2$ を満足できる新規な知見を得て、ここに本発明を完成したものである。

【0013】すなわち、本発明は、C: $0.0003 \sim 0.0035\%$ 、Mn: $0.05 \sim 0.5\%$ 、P: $0.015 \sim 0.10\%$ 、solAl: $0.005 \sim 0.020\%$ 、N: 0.0035% を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなる鋼を熱間圧延するに際し、スラブ加熱温度を $900 \sim 1150^\circ\text{C}$ 、熱延仕上温度を $(\alpha + \gamma)$ 域以上、圧延後平均冷却速度を $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下、巻取温度を $600 \sim 740^\circ\text{C}$ でコイルとした後、酸洗し、冷延率 60% 以上にて冷間圧延した後、再結晶温度以上の温度にて焼鈍することを特徴とする耐時効性、プレス成形性に優れた焼付硬化型冷延鋼板の製造方法を要旨とするものである。

【0014】また、他の本発明は、上記方法で得られる冷延鋼板について、溶融亜鉛めっきラインにてダイレクトに、再結晶温度以上の温度での焼鈍、亜鉛めっき処理及び合金化処理を行うことを特徴とする耐時効性、プレス成形性に優れた焼付硬化型冷延原板合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を要旨とするものである。

【0015】以下に本発明を更に詳細に説明する。

【0016】

【作用】

【0017】まず、上述の知見を得るに至った基礎実験の結果について説明する。

【0018】まず、C: 0.0015% 、Mn: 0.21% 、P: 0.016% 、solAl: $0.001 \sim 0.090\%$ 、N: 0.0025% を含有する鋼を 30mm 厚のスラブにし、 $1050, 1250^\circ\text{C}$ に加熱後、仕上温度 900°C 、冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 、巻取温度 $500, 700^\circ\text{C}$ にて 3.4mm 厚の熱延板とした後、酸洗し、冷延率 79% にて 0.7mm 厚の冷延鋼板とした。これに $650^\circ\text{C} \times 1 \text{h}$ の箱焼鈍を行い、 0.8% の調質圧延を施し、JIS 5号引張試験による引張特性、BH性、AI性、深絞り性(r 値)、焼鈍板結晶粒とsolAl量との関係を調べた。図1、図2にその結果を示す。

【0019】これより、 700°C の比較的高温巻取であれば、AI量によらず、7番以上の細粒になることがわかる。これは、 700°C でもAlNとして析出が完全に起きていることを示している。引張特性は、AI量が 0.005% 以上にて $Y_P \leq 17 \text{kgf/mm}^2$ 、 $E_1 \geq 50\%$ 、 n 値 ≥ 0.25 の優れた値を示すが、 n 値は 700°C 巻取材でAI量が $0.005 \sim 0.020\%$ の範囲にて最良となる。更にプレス成形性はスラブ低温加熱により一段

と向上することが明らかである。また、AI量によらず $\text{BH} \geq 3 \text{kgf/mm}^2$ が得られるが、AI量はsolAl: $0.005 \sim 0.020\%$ で、かつ、 700°C 巻取りの時にAI $\leq 2 \text{kgf/mm}^2$ が得られる。このように、これまでに見い出されていなかった新しい知見が明らかとなった。solAl量: $0.005 \sim 0.020\%$ において特に深絞り性、耐時効性が向上する詳細な理由は必ずしも明らかではないが、熱延板の状態で析出するAlN、MnSなどの析出物と炭素の析出とが最適な分散状態になったためと考えられる。

【0020】次に本発明における鋼の化学成分の限定理由について説明する。

【0021】C: 本発明では、Alキルド鋼で優れた深絞り性を得るために、Cの上限を 0.0035% に規制する。特に 0.0020% 以下にて更に効果が顕著となる。しかし、あまり低いとBH性の確保が困難となるため、下限を 0.0003% とする。

【0022】Mn: Mnは少ないほど深絞り性を向上させるが、あまり少ないと熱間圧延時のSによる熱間脆性を生じるため、下限を 0.05% とする。しかし、 0.5% を超えると鋼板が硬化し、成形性が劣化するため、Mn量は $0.05 \sim 0.5\%$ の範囲とする。

【0023】P: Pは鋼板の強化元素として深絞り性を損なわずに高強度鋼板を得る場合には普遍的に用いられる。本発明では、極低C鋼であるため、前述のような強度不足による成形品の壁割れが生じ易くなり、特にTSが 28kgf/mm^2 以下で発生率が高い。このため、TS $\geq 28 \text{kgf/mm}^2$ が必要であるので下限を 0.015% とする。しかし、多すぎると成形性の劣化や鋼板の脆化を招くため、上限を 0.10% とする。

【0024】solAl: solAlは本発明を構成する重要な成分であり、前述のようにBH性を確保して優れた耐時効性、深絞り性を得るために $0.005 \sim 0.020\%$ の範囲とする。 0.005% 未満では耐時効性を著しく損なばかりか、深絞り性も得られない。また、 0.020% を超えると目標とする耐時効性が得られず、深絞り性(r 値)も劣化する。

【0025】N: 箱焼鈍にて深絞り性の優れたAlキルド鋼板を得る場合には、N量を多くして、焼鈍中にAlNとして析出させる必要がある。しかし、本発明では、極低C化とsolAlの最適化により深絞り性が得られる。そこで、本発明では、solAl量が通常に比べて低いため、N量も低いほどAlNの析出が減少し成形性が向上する。このため、N量は 0.0035% 以下とする。好みしくは 0.0030% 以下である。

【0026】なお、Siは 0.50% 以下、Bは 0.0020% 以下で、深絞り性、耐時効性を劣化させないため、必要に応じて添加することができる。

【0027】次に製造条件の限定理由について説明する。

【0028】上記化学成分を有する極低C-Alキルド鋼は、常法により溶製し、鋳造してスラブとする。スラブは連続鋳造法、造塊法のいずれの方法で製造しても良い。

【0029】スラブ加熱温度：スラブ加熱温度は本発明の重要な条件の1つであり、加熱温度を従来より低い温度にすることにより、成形性が向上する。しかし、900℃未満では仕上温度が極度に低下し、成形性の劣化が大きくなる。また、1150℃を超えるとAlNが固溶し、成形性の改善が小さい。更に加熱に要するエネルギーコストが大きくなる。このため、スラブ加熱温度は900～1150℃の範囲とし、低温加熱とする。

【0030】熱延仕上温度：熱延仕上温度は $(\alpha + \gamma)$ 域以上の温度とする。好ましくは800℃以上である。 $(\alpha + \gamma)$ 域より低い温度では、フェライトが加工を受けた組織となり、熱延板組織が粗くなるばかりか、重要な特性である τ 値の劣化を招く。

【0031】冷却速度：本発明では熱延仕上温度から巻取りまでを平均冷却速度70℃/s以下で冷却する。熱延板にてAlNを全て析出させるためには冷却速度はできるだけ遅い方が良く、仕上直後の高温域は徐冷が望ましい。これは、本発明鋼のAl量が従来より低いため、巻取後でのAlN析出速度が遅くなり、AlNの析出核を生成させることができるので、巻取温度を比較的低温とすることが可能となる。このために冷却速度は平均で70℃/s以下、好ましくは30℃/s以下、より好ましくは10℃/s以下とする。70℃/sを超えると微細化に効果はあるものの、前述のように冷却の安定確保が困難であるばかりか、冷却むらにより、材質の変動や形状不良を生じ易くなる。なお、必要な場合は熱延直後の一定時間を無注水冷却とし、後段を注水冷却する二段冷却法でもよい。

【0032】巻取温度：熱延板状態にてAlNを析出させるため、巻取温度は600～740℃とする。本発明では、従来と異なり、Al、N量が低いため、このよう

に比較的低温とすることができます。600℃未満ではAl、Nが固溶状態で残り、冷延焼鈍後の結晶粒が粗大化する。一方、740℃より高いと酸洗効率が低下するばかりか、巻取後のコイルの変形が生じ、作業性、生産性的低下を招く。

【0033】冷延率：巻取ったコイルを酸洗した後の冷間圧延では、深絞り性の安定確保のために圧延率を60%以上とする。深絞り性の向上及び結晶粒の微細化のためには75%以上が望ましい。

【0034】焼鈍条件：焼鈍は箱焼鈍、連続焼鈍のいずれでもよい。焼鈍温度は再結晶温度以上でよい。好ましくは、箱焼鈍の場合は600～700℃、連続焼鈍の場合は700～850℃である。再結晶温度未満では、加工組織となり、目的とする全ての材質が得られない。なお、加熱速度は特に限定されるものではない。箱焼鈍方式はタイトコイル、オープンコイル焼鈍の何れでもよい。連続焼鈍の場合、均熱後の冷却速度、過時効条件は特に限定されるものではない。

【0035】合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、得られた冷延鋼板について、溶融亜鉛めっきラインにてダイレクトに、焼鈍、亜鉛めっき処理及び合金化処理を行うのが好ましい。合金化溶融亜鉛めっきの合金化温度も特に限定されるものではない。また、箱焼鈍後の冷延鋼板については、その後、電気又は溶融亜鉛めっき、すずめっき、クロムめっきなどの表面処理を施してもよい。更に防錆処理、潤滑剤の塗布なども必要に応じて施してもよい。

【0036】なお、必要に応じて、形状修正や降伏点伸びを消去するために0.2～1.5%の調質圧延を施すことができる。

【0037】次に本発明の実施例を示す。

【0038】

【実施例】

【表1】

鋼 No	化 學 成 分 (w t %)						スラブ 加熱温 度(°C)	仕上 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	卷取 温度 (°C)	冷延 率 (%)	焼純条件	鋼板 区分	備 考
	C	Si	Mn	P	S	sol Al								
1	0.0020	0.01	0.20	0.016	0.009	0.010	0.0020	1050	920	20	700	79	650°C × 1hr	本 発 明 例 1
2	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	750°C × 1min	本 発 明 例 2
3	0.0015	H	0.35	H	0.010	0	0.0015	H	H	H	H	H	650°C × 1hr	本 発 明 例 3
4	0.0020	H	0.20	0.060	0.008	H	0.0020	H	H	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 4
5	H	H	H	H	0.016	H	0.018	H	H	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 5
6	0.0016	H	0.25	0.017	0.010	0.015	0.0025	H	900	25	H	H	H	冷延 板 めつき 材 6
7	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	750°C × 1min	冷延 板 めつき 材 7
8	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	800°C × 1min	冷延 板 めつき 材 8
9	0.0080	0.01	0.20	0.016	0.009	0.010	0.0020	1050	920	20	700	79	650°C × 1hr	冷延 板 めつき 材 9
10	0.0020	H	1.0	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 10
11	H	H	0.20	0.15	H	H	H	H	H	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 11
12	H	H	H	0.016	H	0.001	H	H	H	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 12
13	H	H	H	H	H	0.035	H	H	H	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 13
14	H	H	H	H	H	0.010	0.0055	H	H	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 14
1A	0.0020	0.01	0.20	0.016	0.009	0.010	0.0020	1250	920	20	700	79	650°C × 1hr	冷延 板 めつき 材 1A
1B	H	H	H	H	H	H	H	1050	700	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 1B
1C	H	H	H	H	H	H	H	920	200	H	H	H	H	冷延 板 めつき 材 1C
1D	H	H	H	H	H	H	H	H	20	500	H	H	H	冷延 板 めつき 材 1D
1E	H	H	H	H	H	H	H	H	H	700	50	H	H	冷延 板 めつき 材 1E
1F	H	H	H	H	H	H	H	H	H	H	79	550°C × 1hr	冷延 板 めつき 材 1F	

(注1) 鋼板の区分: 冷延(冷延鋼板)、めつき(めつき鋼板) (注2) No. 6~No. 8は実機材で、No. 6は合金化溶融亜鉛めつき処理材(600°C × 3minの退火処理)である。

No. 7は連続焼鈍材(400°C × 3minの退火処理)、No. 8は合金化溶融亜鉛めつき処理材(600°C × 1minの合金化処理)である。

に示す化学成分を有する鋼を実験室溶解し 3.0 mm 厚のスラブとした後、実験に供した。次いで、表1に示す条件により、加熱し、熱間圧延にて 1.4 ~ 3.8 mm 厚に仕上げた後、酸洗し、冷間圧延にて 0.7 mm 厚の冷間圧延板とした。これに箱焼鈍、連続焼鈍、合金化溶融亜鉛めつきの各焼鈍を行った後、0.8% の調質圧延を実施した(実験室材)。

【0039】一方、通常の工程により溶製された鋼を連続铸造によりスラブとした後、表1に示す条件により、加熱し、3.2 mm 厚の熱延鋼板とし、酸洗、冷間圧延を

経て 0.7 mm 厚の冷延鋼板とした。これにオープンコイルによる箱焼鈍(均熱後炉冷)及び連続焼鈍を行った(実機材 - 冷延鋼板)。また、焼鈍後の一一部コイルについては、合金化溶融亜鉛めつき処理(目付量 4.5 / 4.5 g/mm²)を行った(実機材 - めつき鋼板)。

【0040】それぞれの実験室材及び実機材について、引張特性、耐時効性(A I 量)、焼付硬化性(B H 量)、深絞り性(r 値)、焼鈍後の結晶粒度を調べた結果を

【表2】

鋼 No	Y P (kgf/mm ²)	引張特性		A I (kgf/mm ²)	B H (kgf/mm ²)	深絞り性 r 値	結晶粒度 N _o	鋼板の 区分	備考
		T S (kgf/mm ²)	E l (%)						
1	15.0	28.7	54.8	0.278	1.4	3.1	1.94	7.8	本発明例 冷延
2	15.5	29.4	54.0	0.275	1.5	3.2	1.75	8.1	
3	14.9	29.8	54.9	0.281	1.3	3.0	2.00	7.2	
4	17.8	34.5	49.5	0.250	1.5	3.3	1.90	8.1	
5	14.8	28.5	54.9	0.272	1.4	3.1	1.96	7.7	
6	14.0	28.1	64.0	0.273	1.9	3.5	1.90	7.5	
7	15.7	30.1	54.3	0.275	1.7	3.2	1.77	7.3	
8	16.0	30.5	52.5	0.288	1.5	3.8	1.75	7.5	
9	18.8	29.8	48.6	0.257	4.2	6.3	1.67	8.0	
10	19.7	33.5	47.5	0.250	1.6	3.5	1.48	8.5	
11	26.0	39.4	40.2	0.231	2.6	3.8	1.50	9.0	比較例 冷延
12	9.5	30.3	46.5	0.230	5.5	6.8	1.13	7.9	
13	14.6	28.7	52.5	0.276	1.6	3.3	1.53	7.4	
14	18.2	30.1	49.0	0.254	3.0	4.5	1.64	7.5	
1A	6.1	29.2	52.1	0.260	1.4	3.3	1.85	8.0	
1B	5.3	28.8	54.5	0.265	1.5	3.3	1.62	7.3	
1C	4.8	28.6	55.0	0.274	1.3	3.2	1.98	7.6	
1D	15.4	28.7	52.5	0.265	1.5	3.4	1.67	7.5	
1E	14.7	28.8	51.8	0.260	1.4	3.5	1.55	6.8	
1F	36.3	48.5	15.0	—	2.1	3.6	0.95	—	

(注1) 鋼板の区分：冷延鋼板、めつき(めつき鋼板)

(注2) r 値(平均値) = $r_u + 2r_n + (r_c / 4)$

(ここで、 r_u ：圧延方向の r 値、 r_n ：45° 方向の r 値、 r_c ：直角方向の r 値)

に示す。

【0041】なお、引張特性試験にはJIS 5号試験片を用いた。A I量は8%引張予歪みを与えて100°C×1hrの時効処理後のYS変化量である。BH量は2%引張予歪みを与えて170°C×20minの時効処理後のYS変化量である。深絞り性は、圧延方向のr値と、圧延方向に対し45°方向のr値と、圧延方向に直角方向のr値の平均値にて評価した。

【0042】表2より明らかなように、本発明例は、軟鋼板及び高強度鋼板(鋼No.4)とともに低YPで優れたE l、n値、r値を有し、焼純後の結晶粒度も7番以上の細粒を呈している。コニカルカップ成形試験による成形表面の肌荒れ性を調査したが、結晶粒がいずれも7番以上の細粒であるため、プレス後の肌荒れの問題も生じな

かった。また、BH鋼板でありながらA I < 2.0 kgf/mm²と、耐時効性が著しく向上している。

【0043】一方、化学成分が本発明範囲外である比較例No.9～No.14は、引張特性、深絞り性、耐時効性のいずれかが本発明の目的を達成していないことがわかる。更に、本発明範囲内の化学成分を有していても製造条件が本発明範囲外である比較例No.1A～No.1Fにおいても、本発明の目的を達成していないことが明白である。なお、鋼No.1A及び鋼No.1Cは、プレス成形性は本発明の目的を満足しているものの、鋼No.1Aは、エネルギーコストが嵩み経済的でなく、鋼No.1Cは冷却むらによる内部歪みの不均一性が生じ、形状が悪い。

【0044】

11

【発明の効果】以上詳述したように、本発明により得られる鋼板は、従来材の焼付硬化性鋼板に比べて、プレス成形性が一段と向上し、しかも耐時効性に優れているため、通常の非時効性鋼板と同様の取扱いやすく、更に極低C鋼であっても整細粒であるため、肌荒れ性がなく、プレス製品の外観を損うことのない安価な鋼板を提供でき、産業上の効果が大きい。

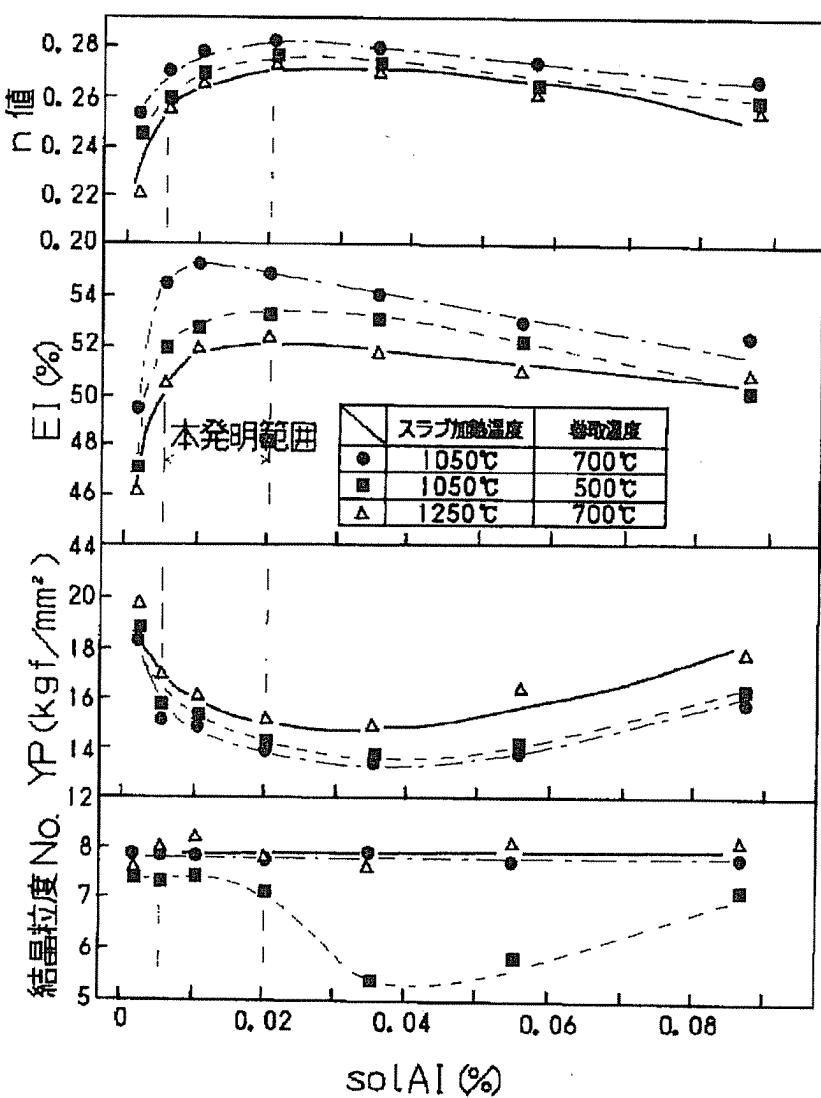
12

【図面の簡単な説明】

【図1】焼鈍板の結晶粒度、YP、EI及びn値とsolAl量、スラブ加熱温度及び巻取温度との関係を示す図である。

【図2】r値、AI量及びBH量とsolAl量、スラブ加熱温度及び巻取温度との関係を示す図である。

【図1】



【図2】

